第 51 卷 第 2 期 金属学报 Vol.51 No.2
2015 年 2 月 第209-215页 ACTA METALLURGICA SINICA Feb. 2015 pp.209-215

中间层金属对Al_2O_3/1Cr18Ni9Ti钎焊接头组织及剪切强度的影响*

刘 毅[1,2] 江国锋[2] 许 昆[1] 罗锡明[1] 陈登权[1] 李 伟[1]

1) 贵研铂业股份有限公司, 昆明 650106

2) 昆明贵金属研究所, 昆明 650106

摘 要 采用Ag-Cu-Ti活性钎料连接Al_2O_3陶瓷与1Cr18Ni9Ti不锈钢, 研究了Cu, Ni和表面镀Ni的Cu 3种中间层金属对钎焊接头组织和剪切强度的影响. 结果表明, Cu作为中间层时, 陶瓷与钎料能形成良好的界面反应; Ni作为中间层时, 焊缝中形成大量的Ni_3Ti金属间化合物, 导致陶瓷/钎料不能形成良好的反应层, 降低了接头的剪切强度; 表面镀Ni的Cu片作为中间层金属时, 少量Ni的存在不影响钎料中活性元素Ti的含量, 钎料与陶瓷能形成良好的界面反应, 同时Ni层的存在降低了钎料对Cu的溶蚀作用, 该种中间层更能有效地缓解钎焊接头的残余应力. 当Ni层的厚度为30 μm, Cu片的厚度为0.2 mm时, 接头剪切强度可达到109 MPa.

关键词 中间层金属, Al_2O_3 陶瓷, 1Cr18Ni9Ti不锈钢, 剪切强度

中图法分类号 TG132 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)02-0209-07

EFFECT OF INTERLAYERS ON THE MICROSTRUCTURE AND SHEAR STRENGTH OF ALUMINA CERAMIC AND 1Cr18Ni9Ti STAINLESS STEEL BRAZED BONDING

LIU Yi [1,2], *JIANG Guofeng* [2], *XU Kun* [1], *LUO Ximing* [1], *CHEN Dengquan* [1], *LI Wei* [1]

1) Sino-Platinum Metals Co. Ltd, Kunming 650106

2) Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106

Correspondent: LIU Yi, associate professor, Tel: (0871)68328480, E-mail: liuyi@ipm.com.cn

Supported by Applied Basic Research Project of Yunnan Province (No.2010ZC56)

Manuscript received 2014-06-27, in revised form 2014-11-03

ABSTRACT In recent years, there have been great efforts focused on joining ceramics to metals to establish processes for a wide range of industrial uses. Several important problems, however, still remain unsolved. Among them, how to produce atomic bonds at ceramic/metal interfaces and how to minimize the residual stress due to large thermal expansion mismatch between two constituents are the most critical. The thermal expansion mismatch effect is a serious problem because, even if a strong interface could be achieved, joints with large residual stress are easily broken. Therefore, it is desirable to reduce the magnitude of the residual stress. Some researchers have succeeded in achieving a strong joint between alumina and stainless steel by using a soft metallic interlayer. In this study, the effects of interlayers of nickel, copper and copper coated with nickel on the microstructure and shear strength of alumina ceramic and 1Cr18Ni9Ti stainless steel bonding with Ag-Cu-Ti filler metal were investigated. The results indicated that, when using copper as an interlayer, sufficient interfacial reaction between the ceramic and the filler metal could obtain. However, when using nickel as an interlayer, resulting in an insufficient reaction

*云南省应用基础研究资助项目2010ZC56

收到初稿日期: 2014-06-27, 收到修改稿日期: 2014-11-03

作者简介: 刘 毅, 男, 1982年生, 副研究员, 博士

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00343

between the ceramic and the filler metal and the formation of large amount Ni_3Ti intermetallic compounds, and thus, the strength of the joint decreased heavily. It is very interesting that when using copper coated with Ni, the existence of the small amount of nickel didn't affect the activity of titanium in the filler metal, meanwhile, it decreased the effect of the filler metal on the solubility of copper. Compared with copper and Ni interlayer, this interlayer could reduce interfacial residual stress more effectively. And the shear strength of 109 MPa was obtained when the thickness of Cu was 0.2 mm coated with 30 μm thick nickel.

KEY WORDS metallic interlayer, Al_2O_3 ceramic, 1Cr18Ni9Ti stainless steel, shear strength

陶瓷由于具有良好的耐高温、耐腐蚀、耐氧化等性能而广泛应用在航空、航天、军工、核能、汽车等领域[1~3]. 然而相对于金属材料, 陶瓷较低的断裂韧性和离散的力学性能限制了其作为整体构件在工程材料领域的应用[4], 所以实际应用中陶瓷往往与金属连接起来, 实现两者的优势互补.

活性钎焊法采用Ag-Cu-Ti, Cu-Ti等活性焊料对陶瓷和金属直接连接, 由于其工艺简单、连接强度高、接头尺寸及形状适应性好、成本相对低等优点而成为陶瓷与金属连接的首选技术之一[5]. 但是, 陶瓷和金属的化学键型、微观结构及物理和化学性能存在很大的差异, 特别是陶瓷和金属的线膨胀系数差异较大, 在钎焊冷却过程中由于热应力的存在而产生非常大的残余应力而导致陶瓷侧开裂, 严重降低接头的力学性能, 因而减小陶瓷和金属钎焊接头的残余应力显得尤为重要. 已有研究[6]表明, 添加应力缓解层可有效缓解接头残余应力. 目前, 应力缓解层材料主要有3类: 采用软性中间层如Al, Cu和Ni[7~10], 通过缓解层的塑性变形和蠕变来缓解残余应力; 采用硬性中间层如W, Mo和Kovar[7,8,11,12], 通过其低的热膨胀系数来缓解残余应力; 采用复合中间层[13], 利用其梯度变化的弹性模量或者热膨胀系数来缓解残余应力. 除此之外, 一些新型的中间层[14~16], 如采用碳纤维、金属泡沫中间层, 也开始受到研究者的关注. 这些中间层通过缓解接头残余应力, 可不同程度提高钎焊接头的力学性能. 其中, 采用软性中间层由于其工艺简单、效果明显而备受青睐, 但是软性金属作为中间层时, 存在钎料对软性金属的溶蚀问题[7,8,17], 这对钎焊接头的性能会产生不利影响. 因此, 选择具有良好塑性和一定强度, 同时钎料对其溶蚀性较低的金属是一种较为理想的中间层.

本工作在研究Cu, Ni作为中间层金属的基础上, 提出了一种表面镀Ni的Cu作为中间层金属的方法. 分别研究了3种不同中间层金属与钎料的相互作用, 并分析3种中间层金属对钎料、陶瓷反应层及其对钎焊接头剪切强度的影响.

1 实验方法

采用纯度为99%的Al_2O_3陶瓷和1Cr18Ni9Ti不锈钢, 用活性钎料Ag-28Cu-4.5Ti (质量分数, %)进行焊接. 试样采用Al_2O_3/Ag-Cu-Ti/中间层/Ag-Cu-Ti/1Cr18Ni9Ti的“三明治”装配结构(图1), 外加载荷的目的是使陶瓷与钎料接触紧密, 界面扩散反应容易进行, 对提高接头强度有利. 其中陶瓷、钎料、中间层和不锈钢的直径都是10 mm, 陶瓷与不锈钢的厚度均为8 mm, 钎料厚度为0.1 mm. 分别将厚度为0.2, 0.4, 0.6和0.8 mm的Cu, Ni和镀Ni (镀层厚度分别为20, 30和40 μm)的Cu片作为中间层. 钎焊之前, 所有材料表面均抛光, 并用丙酮清洗. 实验材料的物理性能如表1[7,8,18,19]所示.

钎焊实验在真空钎焊炉中进行, 真空度为10^{-3} Pa, 钎焊工艺曲线如图2所示. 在750 ℃保温10 min使焊件受热均匀, 然后以20 ℃/min升温速率升温至870 ℃, 保温10 min. 钎焊结束后以2 ℃/min冷却速率冷却至500 ℃后随炉冷却至室温.

采用金刚石切割、金相砂纸打磨、抛光等过程制备钎焊接头的金相样品, 取样位置位于陶瓷与金属钎焊接头的中间位置. 采用带能谱(EDS)的S3400N扫描电镜(SEM)和EMPA-1720电子探针(EPMA)分析钎焊接头的微观组织和界面反应.

采用剪切强度表征钎焊接头的力学性能, 剪切实验在SHIMADZUAG-X100KN万能试验机上进行, 剪切试样与剪切模具装置如图3所示. 其中不锈钢位置固定, 压头载荷加载在陶瓷侧. 横梁位移速

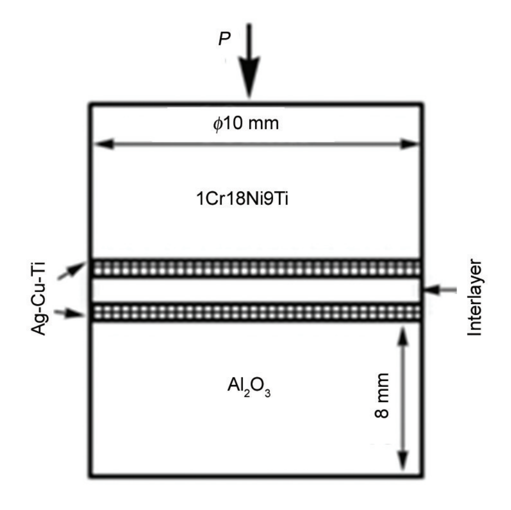


图1 钎焊试样装配示意图

Fig.1 Assembly sketch schematic of joining samples

表 1 母材和中间层金属的物理性能[7,8,18,19]

Table 1 Physical properties of the base metal and interlayers[7,8,18,19]

Material	Linear expansion coefficient α / 10^{-6} K^{-1}	Elastic modulus E / GPa	Yield Strength $\sigma_{0.2}$ / MPa	Density ρ / (g· cm^{-3})
Al_2O_3	8.0	382	–	3.90
1Cr18Ni9Ti	20	206	197	7.93
Ni	13	210	148	8.88
Cu	17	124	60	8.96

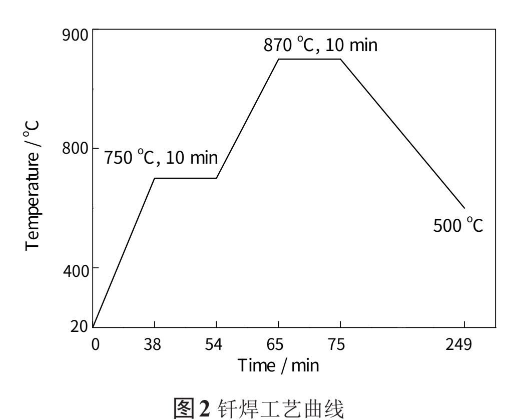


图 2 钎焊工艺曲线

Fig.2 Brazing craft curve

图 3 剪切试样装配示意图

Fig.3 Assembly sketch schematic of the shear samples

率为 0.5 mm/min. 接头的剪切强度取 3 个有效试样的平均值.

2 实验结果与讨论

2.1 中间层对焊缝微观结构的影响

图 4 为 0.4 mm 厚的 Cu, Ni 和镀 Ni (镀层厚度为 50 μm)的 Cu 片作为中间层连接 Al_2O_3 和 1Cr18Ni9Ti 时钎焊接头金相组织. 可以看出, 不论采用何种金属中间层, Al_2O_3 和 1Cr18Ni9Ti 都形成了致密的焊缝, Al_2O_3 侧没有发现微观裂纹, 焊缝中也不存在孔洞. 当采用 Cu 作为中间层时, Cu 片与 Ag-Cu-Ti 钎料的反应界面呈锯齿状(图 4a), 反应层较厚, 达到 200 μm, 其主要原因是在钎焊温度(870 ℃)下, 银基钎料对 Cu 有较大的溶蚀作用. 采用 Ni 作为中间层时, Ni 片与 Ag-Cu-Ti 钎料的反应界面光滑(图 4b), 反应层厚度只有 100 μm 左右, 由 Ni-Ag 二元相图可知, Ni 和 Ag 在固液状态下都不互溶, 因而银基钎料对 Ni 的溶蚀作用较小. 采用表面镀 Ni 的 Cu 作为中间层时, 钎料与中间层金属的反应界面平直、光滑(图 4c), 其主要原因是 Cu 表面镀 Ni 层的存在阻挡了钎料对 Cu 片的溶蚀作用, 此时 Cu 片完整地存在于钎焊接头中. 以上结果表明, 不论采用何种中间层金属, 钎料与中间层金属均有良好的冶金结合, 即钎料在 3 种中间层金属上有良好的润湿性, 均能得到完整的钎焊接头. 采用 Cu 作为中间层金属时, 钎料对其溶蚀作用非常严重, Cu 骨架不能完整存在, 有可能降低了其缓解接头残余应力的作用; Ni 作为中间层金属时, 钎料对其无明显的溶蚀作用, Ni 骨架完整地存在于钎焊接头; 镀 Ni 的 Cu 作为中间层金属时, 中间的 Cu 层能完整存在于钎焊接头中.

2.2 中间层金属对陶瓷侧焊缝组织及相分布的影响

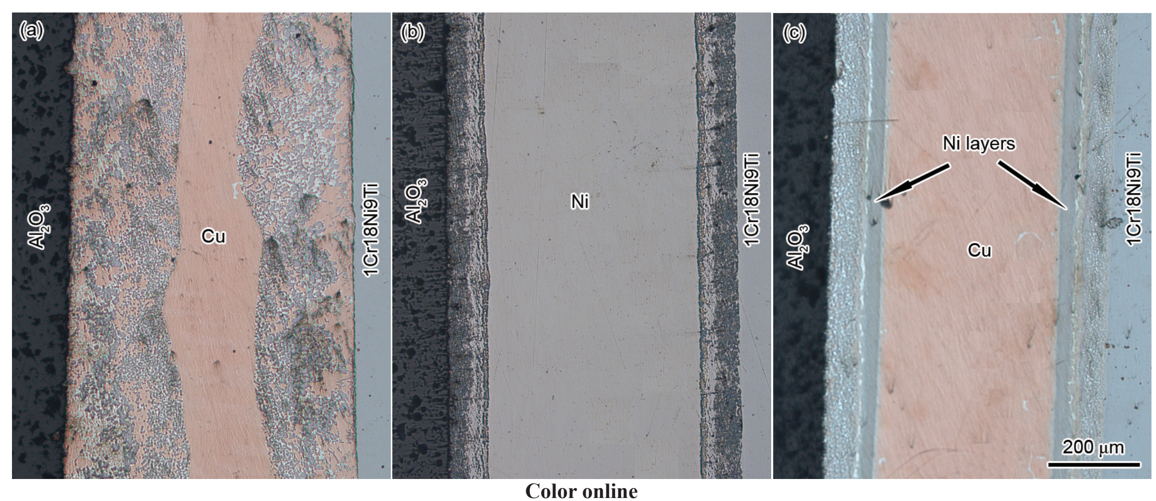
图 5 为 0.4 mm 厚的 Cu, Ni 和镀 Ni (镀层厚度为 40 μm)的 Cu 片作为中间层连接 Al_2O_3 和 1Cr18Ni9Ti 时陶瓷侧的焊缝微观组织. 可以看出, Cu 作为中间层金属时, 钎料与陶瓷之间有厚度约 10 μm 的反应层(图 5a 中箭头所示); 而 Ni 作为中间层金属时, 未发现明显的反应层; 镀 Ni 的 Cu 作为中间层金属时, 钎料与陶瓷之间有厚度约 5 μm 的反应层, 如图 5c 中箭头所示.

为了进一步研究中间层金属对陶瓷/钎料的界面反应层产物和陶瓷侧焊缝组织的影响, 采用 EDS 分析了反应层中各元素的分布, 见表 2. 结果表明, 采用不同的中间层金属所形成的焊缝组织成分有较大变化. 当采用 Cu 作为中间层金属时, 陶瓷侧的焊缝组织具有明显的共晶组织特征, 主要包括呈暗红色的铜基固溶体(图 5a 中标记 1), 呈亮白色的含

Cu的银基固溶体(图5a中标记2), 以及钎料与Al_2O_3的界面反应层, 其呈灰色(图5a中标记3). 根据表2给出的图5a界面反应产物(灰色)的具体成分, 可计算出Ti/(Cu+Al)≈1.06, 同时根据文献[20,21]报道可确定该反应产物为$Ti_3(Cu, Al)_3O$, 其通过如下反应形成[22]:

$$1/3Al_2O_3 + Ti \rightarrow TiO + 2/3Al \tag{1}$$

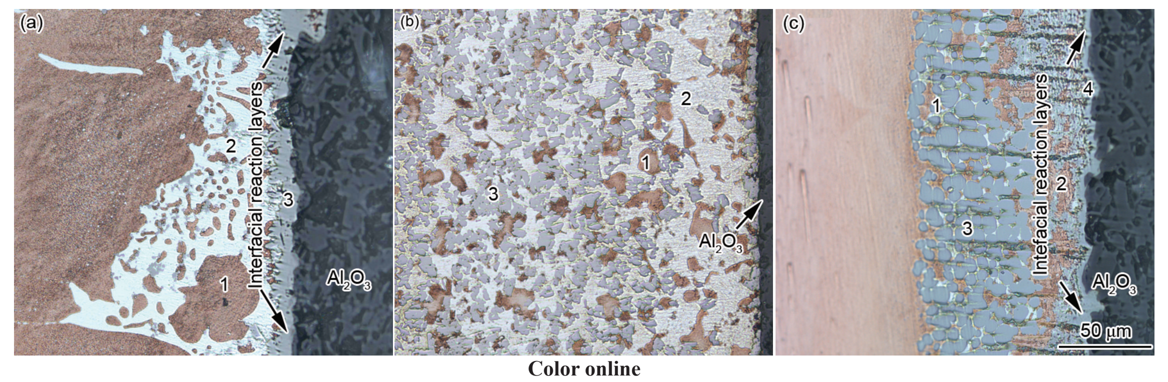
$$4Cu + Ti \rightarrow Cu_4Ti \tag{2}$$



Color online

图4 Cu, Ni和镀Ni的Cu (镀层厚度为50 μm)作为中间层时钎焊接头整体形貌

Fig.4 Microstructures of the bonding range of brazed joints with 0.4 mm thickness interlayers of copper (a), nickel (b), and copper coated with 50 μm thick nickel layer (c)



Color online

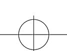
图5 Cu, Ni和镀Ni (镀层厚度为40 μm)的Cu作为中间层时钎焊接头中钎料与陶瓷的界面

Fig.5 Images of the interfacial reaction layer between ceramic and filler metal bonded with 0.4 mm thickness interlayers of copper (a), nickel (b), and copper coated with 40 μm thick nickel layer (c)

表2 图5中焊缝EDS分析

Table 2 EDS analysis of the joining layer in Fig.5

Interlayer metal	Point	Ag	Cu	Ti	O	Al	Ni
Cu	1	2.38	96.24	1.38			
	2	85.32	14.68				
	3	1.06	33.47	36.13	24.31	5.03	
Ni	1	1.64	85.43	1.38			12.93
	2	86.53	10.02				3.45
	3		4.93	24.17			70.90
Cu coated with	1	2.43	91.46	0.85		4.52	
Ni	2	87.93	2.67			1.65	1.32
	3		4.39	24.20			71.44
	4	1.97	28.59	31.18	34.69	2.92	



$$3Cu_4Ti + 2TiO \rightarrow Cu_3Ti_3O + Ti_2O + 9Cu \quad (3)$$

根据文献[22]报导, 当 Ti 和 O 的活度更大时也会形成 $Ti_4(Cu, Al)_2O$ 类型的化合物, 但在本实验条件下没有发现该类型的化合物.

当采用 Ni 作为中间层金属时, 陶瓷侧的焊缝组织主要包括暗红色的铜基固溶体(图 5b 中标记 1), 灰白色的含 Cu 的银基固溶体(图 5b 中标记 2), 以及大量分布于焊缝中的呈灰色的 Ti-Ni 金属间化合物(图 5b 中标记 3). 根据表 2 的 EDS 分析结果可确定灰色 Ti-Ni 金属间化合物为 Ni_3Ti, 这与文献[20]的结果吻合. 由 Ti 与 Cu, Ni 和 Ag 的交互作用可知, 当 Ni 存在时, 由于 Ni-Ti 的强的相互作用, 导致 Ti 的活度(α_{Ti})显著降低[20,21], 从而抑制了 $Ti_3(Cu, Al)_3O$ 化合物的生成, 导致 Ti 与陶瓷没有发生明显的界面反应. 文献[20]报导了 Ti-Cu, Ti-Ag 和 Ti-Ni 的生成焓分别为−10, 39 和−187 kJ/mol, 可以看出 Ti-Ni 的生成焓远远低于 Ti-Cu 的生成焓.

当采用镀 Ni 的 Cu 作为中间层金属时, 陶瓷侧的焊缝组织主要包括暗红色的铜基固溶体(图 5c 中标记 1), 呈白色的含 Cu 的银基固溶体(图 5c 中标记 2), Ti-Ni 金属间化合物(图 5c 中标记 3), 以及位于陶瓷边界的呈灰色的界面反应产物(图 5c 中标记 4). 结合表 2 的 EDS 分析结果可确定, 标记 3 处为 Ni_3Ti 化合物, 标记 4 处界面反应产物为 $Ti_3(Cu, Al)_3O$ 化合物.

以上结果表明, 陶瓷与钎料的界面反应与中间层金属种类有关, 当 Cu 作为中间层金属时, 陶瓷与钎料有明显的反应层, 焊缝组织不存在金属间化合物; Ni 作为中间层金属时, 陶瓷界面无明显反应层, 焊缝组织中有大量的 Ni_3Ti 金属间化合物, 这对钎焊接头的性能不利; 镀 Ni 的 Cu 作为中间层金属时, 虽然也有 Ni_3Ti 金属间化合物的存在, 但是陶瓷与钎料有明显的反应层, 这需要控制镀 Ni 层的厚度, 太厚会影响钎料中活性元素 Ti 的活度, 进而影响陶瓷与钎料的界面反应.

2.3 中间层金属类型对钎焊接头剪切强度的影响

采用厚度均为 0.4 mm 的 Cu, Ni 和镀 Ni (Ni 层厚度为 30 μm)的 Cu 片作为中间层金属时, 陶瓷/不锈钢钎焊接头的剪切强度分别为 85, 70 和 95 MPa.

文献[7~10]指出, 软性金属 Cu 作为应力缓解层主要是通过其塑性变形和蠕变吸收缓解接头中的残余应力, 进而提高钎焊接头的剪切强度, Cu 具有较低的强度和较小的弹性模量(表 1), 适合作为陶瓷和不锈钢钎焊接头的中间层金属. 从焊缝组织角度分析, 当加入 Cu 作为中间层金属时, 陶瓷侧焊缝主要由银基和铜基固溶体组成(图 5a), 对钎焊接头性能影响较小, 并且 Cu 对钎料中活性元素 Ti 的有效含量没有影响, 钎料中活性元素能够与陶瓷形成良好的反应层($Ti_3(Cu, Al)_3O$ 化合物). 根据 Torvund 和 Grong[23]的研究, 陶瓷与钎焊接头的机械性能与反应层性质和厚度有关, 当反应层厚度达到一个适当的值(2~6 μm)时能够获得最大的连接强度. 当使用 Cu 作为中间层金属时, 能有效缓解钎焊 Al_2O_3 和 1Cr18Ni9Ti 不锈钢钎焊接头的残余应力.

Ni 片具有良好的弹塑性, 可以吸收和缓解残余应力[9]. 然而 Ni 作为中间层金属时, 虽然钎料能够与 Ni 形成良好的冶金结合, 但是钎料中的 Ti 与 Ni 的 Gibbs 生成焓远低于 Ti 与 Cu 之间的 Gibbs 生成焓[20], 所以 Ni 更易于与钎料中的活性元素 Ti 反应, 生成大量的脆性 Ni_3Ti 金属间化合物. 文献[7,8,24~26]指出, 陶瓷与 Ag-Cu-Ti 钎料反应主要是靠活性元素 Ti 的作用, 而加入 Ni 作为中间层金属时, 焊缝中溶解的大量的 Ni 消耗了钎料中的活性元素 Ti, 降低了 Ti 的活度, 不利于钎料与陶瓷的界面反应, 从而降低了钎焊接头的剪切强度.

表面镀 Ni 的 Cu 片作为中间层时, 一方面利用 Cu 的弹塑性变形和蠕变吸收缓解钎焊接头的残余应力; 另一方面, 少量 Ni 的存在阻挡了钎料对中间 Cu 的溶蚀作用, 不会减少中间层 Cu 的有效缓解厚度. 同时, 少量 Ni 的存在不会影响钎料中的活性元素 Ti 的含量, 也不会影响钎料与陶瓷的界面反应. 因而表面镀镍层的厚度存在一个最佳值, 在不影响活性元素 Ti 含量的前提下, 降低了钎料对中间层 Cu 层的溶蚀.

2.4 基体厚度及镀层厚度对镀 Ni 的 Cu 作为中间层时钎焊接头性能的影响

图 6 所示为镀 Ni 层厚度不同时钎焊接头的整体形貌. 可以看出, 当 Ni 层厚度为 20 μm 时, 钎料对 Cu 的溶蚀比较严重(图 6a); 当 Ni 层厚度为 30 μm 时, Ni 层的存在降低了钎料对 Cu 的溶蚀作用(图 6b), 但也存在一定的溶蚀; 当 Ni 层厚度为 40 μm 时, 其完全阻挡了钎料对 Cu 的溶蚀(图 6c). 根据前文的分析, 大量的 Ni 消耗了钎料中活性元素 Ti 的含量, 形成金属间化合物, 影响钎料与陶瓷的反应层. 因而, 存在一个最佳的镀 Ni 层厚度, 在该厚度钎料对 Cu 刚刚开始溶蚀, 但基本不影响 Cu 片的厚度, 此时钎焊接头的剪切强度应达到最大值.

在厚度为 0.6 mm 的 Cu 表面镀 Ni 层厚度为 20, 30 和 40 μm 时, 钎焊接头的剪切强度分别为 70, 80 和 40 MPa. 可以看出, 随着 Ni 层厚度的增加, 钎焊接头

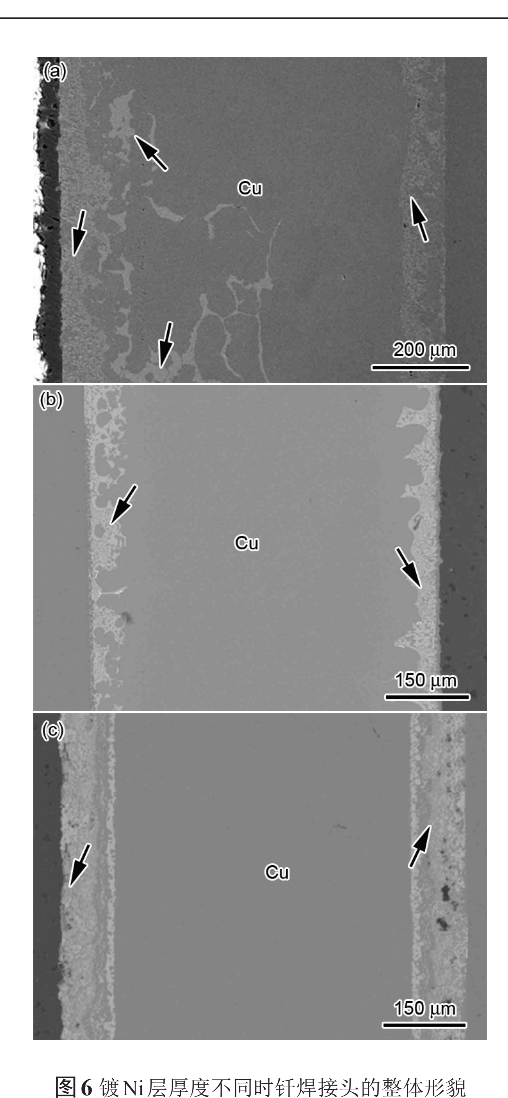


图6 镀Ni层厚度不同时钎焊接头的整体形貌

Fig.6 SEM images of the bonding range of brazed joints with 20 μm (a), 30 μm (b), and 40 μm (c) thickness of nickel layers (Arrows show filler metals)

的剪切强度先增加后降低. 当Ni层厚度为30 μm时, 其剪切强度达最大值80 MPa. 其主要原因是当Ni层厚度较小时, 钎料对Cu片的溶蚀作用没有减弱; Ni层厚度较大时, 虽然阻挡了钎料对Cu的溶蚀作用, 但是大量Ni的存在影响了陶瓷与钎料的界面反应; 当Ni层厚度为30 μm时, Ni层的存在既不影响钎料中活性元素Ti的含量, 同时阻挡了钎料对Cu的溶蚀作用, 钎焊接头的剪切强度达到最大值.

图7显示的是采用不同厚度的Cu (镀Ni层厚度为30 μm)作为中间层金属时的钎焊接头的剪切强度. 可以看出, 随着Cu片厚度的增加, 剪切强度降低. 当Cu片厚度为0.2 mm时, 钎焊接头的剪切强度达到109 MPa; 当Cu片厚度超过0.6 mm时接头强度急剧下降, 主要原因是随着Cu片厚度的增加, 其

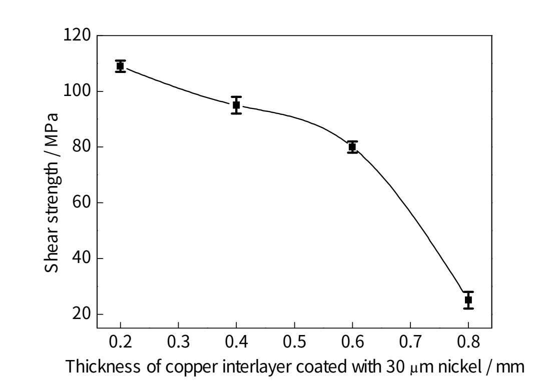


图7 不同厚度的表面镀Ni (镀层厚度为30 μm)的Cu片的钎焊接头的剪切强度

Fig.7 Effect of thickness of copper interlayer coated with 30 μm thickness nickel on the strength of brazed joint

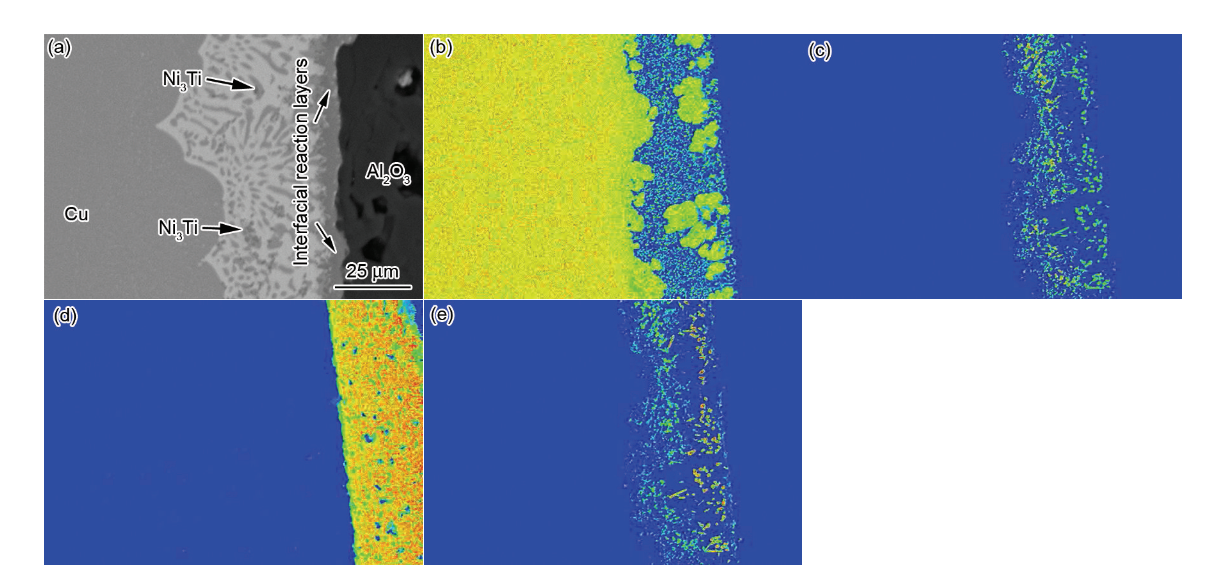


图8 镀Ni (镀层厚度为30 μm)的Cu片作为中间层金属时陶瓷侧界面反应微观组织的SEM像及元素分布

Fig.8 SEM image (a) and the element distributions of Cu (b), Ni (c), O (d) and Ti (e) of the interfacial reaction layer between ceramic and filler metal bonded with an interlayer of copper coated with 30 μm thickness nickel

在整个焊缝中所占的比例增加, 虽然Cu良好的塑性和韧性可以吸收并释放钎焊接头中的残余应力, 但Cu的线膨胀系数和陶瓷的线膨胀系数差异较大(表1), 此时出现的热膨胀不匹配使得钎焊接头的残余应力增加. 因而在2个因素的影响下, 钎焊接头中残余应力会随着Cu片厚度的增加而逐渐增加, 导致接头的剪切强度下降.

图8所示是采用0.2 mm厚的镀Ni (Ni层厚度为30 μm)的Cu片作为中间层金属时陶瓷侧焊缝显微组织的SEM像以及对应的EPMA分析结果. 可以看出, 陶瓷与钎料形成了良好的反应层, EPMA结果表明, 接头中间层中Ni的含量很少, Ni主要分布在钎料中, 形成少量的弥散分布 Ni_3Ti 金属间化合物(图中箭头所示的黑色颗粒), 尺寸约为1~3 μm; Ti主要分布在陶瓷和钎料的反应层, 说明少量Ni的存在对钎料中活性元素Ti的含量影响较小. 因此, 采用表面镀30 μm Ni的0.2 mm厚的Cu片作为中间层材料可最大限度地保持中间层中Cu的厚度, 而且少量Ni的存在对钎料中活性元素Ti的含量影响微弱, 能较好地缓解钎焊接头中的残余应力, 可作为陶瓷/不锈钢钎焊接头合理而有效的中间层金属材料.

3　结论

(1) Cu作为中间层时, Ag-Cu-Ti钎料与 Al_2O_3 能形成厚度约10 μm的反应层; Ni作为中间层时, Al_2O_3 陶瓷与钎料不能形成明显反应层; 表面镀Ni的Cu作为中间层时, 反应层与镀Ni层的厚度有关.

(2) 镀Ni的Cu片可作为 Al_2O_3 陶瓷/1Cr18Ni9Ti不锈钢钎焊接头合理而有效的中间层金属. 30 μm镀Ni层的存在降低了钎料对Cu的溶蚀作用, 并且对钎料中活性元素Ti的含量影响较小, 有效地缓解陶瓷/不锈钢钎焊接头的残余应力.

(3) 钎焊接头剪切强度与Cu的厚度及其镀Ni层的厚度有关, 当Cu的厚度为0.2 mm, 镀Ni层厚度为30 μm时, 钎焊接头的剪切强度可达到109 MPa.

参考文献

[1] Nicholas M G. *Joining of Ceramics*. London: Chapman and Hall Ltd, 1990: 1
[2] Schwartz M M. *Ceramic Joining*. Material park, Ohio: ASM International, 1990: 1
[3] Park J W, Mendez P F, Eagar T W. *Acta Mater*, 2002; 50: 883
[4] Zhang J X, Chandel R S, Chen Y Z, Seow H P. *J Mater Process Technol*, 2002; 122: 220
[5] Li Z R, Fan J X, Feng J C. *Aerosp Mater Technol*, 2008; (4): 6
(李卓然, 樊建新, 冯吉才. 宇航材料工艺, 2008; (4): 6)
[6] Xian A P, Si C Y. *J Mater Sci*, 1992; 27: 1560
[7] Huang X L, Lin S, Xiao J M. *Trans China Weld Inst*, 1998; 19: 216
(黄小丽, 林 实, 肖纪美. 焊接学报, 1998; 19: 216)
[8] Huang X L, Lin S, Xiao J M, Chu J X. *Mater Sci Eng*, 1996; 14(3): 58
(黄小丽, 林 实, 肖纪美, 楚建新. 材料科学与工程, 1996; 14(3): 58)
[9] Zou G S, Ren J L, Wu A P, Peng Z S, Zeng W J. *Mater Rev*, 1999; 13(2): 16
(邹贵生, 任家烈, 吴爱萍, 彭真山, 曾文军. 材料导报, 1999; 13(2): 16)
[10] Xian A P, Si C Y. *Acta Metall Sin*, 1991; 27: 421
(冼爱平, 斯重遥. 金属学报, 1991; 27: 421)
[11] Zhou Y, Bao F H, Ren J L, North T H. *Mater Sci Technol*, 1991; 7: 863
[12] Wang Y, He P, Feng J C, Zhang L X, Gu X L, Wang D Y. *Trans Chin Weld Inst*, 2007; 28(4): 13
(王 颖, 何 鹏, 冯吉才, 张丽霞, 顾小龙, 王大勇. 焊接学报, 2007; 28(4): 13)
[13] Suganuma K, Okamoto T, Koizumi M, Kamachi K. *J Mater Sci*, 1987; 22: 3561
[14] Suganuma K. *J Mater Sci*, 1991; 26: 6144
[15] Zhu M U, Chung D D L. *J Mater Sci*, 1997; 32: 5321
[16] Shirzadi A A, Zhu Y, Bhadeshia H K D H. *Mater Sci Eng*, 2008; A496: 501
[17] Tang Q, Chu J X, Zhang X Y. *Electros Proc Technol*, 2001; 22: 166
(唐 群, 楚建新, 张晓勇. 电子工艺技术, 2001; 22: 166)
[18] Hao H Q, Wang Y L, Jin Z H, Wang X T. *J Mater Sci*, 1995; 30: 4107
[19] Zou X. *Brazing*. Beijing: China Machine Press, 1997: 392
(邹 僖. 钎焊. 北京: 机械工业出版社, 1997: 392)
[20] Valette C, Devismes M F, Voytovych R, Eustathopoulos N. *Scr Mater*, 2005; 52: 1
[21] Arróyave R, Eagar T W. *Acta Mater*, 2003; 51: 4871
[22] Jocelyn L W. *Master Thesis*, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, USA, 2001
[23] Torvund T, Grong Ø, Akselsen O M, UlvensØen J H. *J Mater Sci*, 1997; 32: 4437
[24] Zhu D Y, Wang Y L, Jin Z H. *Ordnance Mater Sci Eng*, 1998; 21(20): 22
(朱定一, 王永兰, 金志浩. 兵器材料科学与工程, 1998; 21(20): 22)
[25] Wang X Y, Li Y, Wei S Z, Xu L J, Ma X D. *New Technol New Proc*, 2010; (5): 85
(王新阳, 李 炎, 魏世忠, 徐流杰, 马向东. 新技术新工艺, 2010; (5): 85)
[26] Li Z R, Fan J X, Feng J C. *J Mater Eng*, 2008; (9): 1
(李卓然, 樊建新, 冯吉才. 材料工程, 2008; (9): 1)

(责任编辑:肖素红)

